

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 05263191  
PUBLICATION DATE : 12-10-93

APPLICATION DATE : 10-11-92  
APPLICATION NUMBER : 04300073

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : MAEHARA YASUHIRO;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/02 C21D 9/46 C22C 38/14

TITLE : HOT ROLLED STEEL SHEET HIGH IN YOUNG'S MODULUS IN WIDTH DIRECTION  
AND ITS MANUFACTURE

ABSTRACT : PURPOSE: To provide a hot rolled steel sheet high in a Young's modulus in the width direction and to provide its manufacturing method.

CONSTITUTION: (1) This hot rolled steel sheet high in a Young's modulus contains, by weight,  $\leq 0.8\%$  C,  $\leq 3\%$  Si, 0.1 to 3.0% Mn and 0.01 to 3% sol.Al, and the balance Fe with inevitable impurities, and in which the reflection strength on the {311} plane parallel to the sheet face shows  $\geq$  five times as much by random ratio. (2) This is a method for manufacturing the steel sheet high in a Young's modulus (1) characterized by heating steel stock having the said chemical compsn. in the range of 920 to 1250°C, thereafter executing hot rolling in such a manner that the total draft in the  $\alpha+\gamma$  two phase region is regulated to  $\geq 50\%$  and the finishing temp. of the hot rolling is regulated to the  $Ar_1$  to (the  $Ar_1 - 70^\circ\text{C}$ ) and coiling it at the  $Ar_1$  to (the  $Ar_1 - 250^\circ\text{C}$ ) or executing annealing at the  $Ar_1$  to (the  $Ar_1 - 250^\circ\text{C}$ ) after the coiling at the  $Ar_1$  point or below. This steel in the (1) and steel stock in the (2) may be incorporated with  $\leq 2.5\%$  Ni and/or one or more kinds among  $\leq 0.1\%$  Nb,  $\leq 0.2\%$  V and  $\leq 0.1\%$  Ti.

COPYRIGHT: (C)1993,JPO&Japio

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平5-263191

(43) 公開日 平成5年(1993)10月12日

(51) Int.Cl. <sup>3</sup>	識別記号	片内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 W			
C 2 1 D 8/02		B 7412-4K		
9/46	S			
C 2 2 C 38/14				

審査請求 未請求 請求項の数6(全10頁)

(21) 出願番号	特願平4-300073	(71) 出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22) 出願日	平成4年(1992)11月10日	(72) 発明者	深川 智機 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住 友金属工業株式会社内
(31) 優先権主張番号	特願平4-11142	(72) 発明者	前原 泰裕 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住 友金属工業株式会社内
(32) 優先日	平4(1992)1月24日	(74) 代理人	弁理士 穂上 照忠
(33) 優先権主張国	日本 (J P)		

(54) 【発明の名称】 板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板とその製造方法の提供。

【構成】 (1) 重量%で、C: 0.8%以下、Si: 3%以下、Mn: 0.1~3.0%、sol. Al: 0.01~3%を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物からなり、板面と平行な{3 1 1}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

(2) 上記の化学組成の鋼素材を920~1250℃の範囲で加熱した後、 $\alpha + \gamma$ 二相域での総圧下量が50%以上、熱延仕上温度が $A_{r1} \sim (A_{r1} - 70^\circ\text{C})$ となるように熱間圧延を行い、 $A_{r1} \sim (A_{r1} - 250^\circ\text{C})$ で巻き取るか、 $A_{r1}$ 点以下で巻き取った後に $A_{r1} \sim (A_{r1} - 250^\circ\text{C})$ で焼鈍することを特徴とする板幅方向のヤング率の高い(1)の鋼板の製造法。この(1)の鋼および(2)の鋼素材は、Ni: 2.5%以下、および/またはNb: 0.1%以下、V: 0.2%以下、Ti: 0.1%以下のうちの1種以上を含有していてもよい。

1

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C：0.8%以下、Si：3%以下、Mn：0.1~3.0%、sol.Al：0.01~3%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

【請求項2】重量%で、C：0.8%以下、Si：3%以下、Mn：0.1~3.0%、sol.Al：0.01~3%、Ni：2.5%以下を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

【請求項3】重量%で、C：0.8%以下、Si：3%以下、Mn：0.1~3.0%、sol.Al：0.01~3%、ならびにNb：0.1%以下、V：0.2%以下およびTi：0.1%以下のうちの1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

【請求項4】重量%で、C：0.8%以下、Si：3%以下、Mn：0.1~3.0%、sol.Al：0.01~3%、Ni：2.5%以下ならびにNb：0.1%以下、V：0.2%以下およびTi：0.1%以下のうちの1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

【請求項5】請求項1ないし4のいずれかに記載の組成からなる鋼素材を920~1250℃の範囲で加熱した後、 $\alpha$ + $\gamma$ 二相域での総圧下量が50%以上、熱延仕上げ温度が $A_{r1} \sim (A_{r1} + 70^\circ\text{C})$ となるように熱間圧延し、 $A_{r1} \sim (A_{r1} - 250^\circ\text{C})$ で巻き取ることを特徴とする請求項1ないし4のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

【請求項6】請求項1ないし4のいずれかに記載の組成からなる鋼素材を920~1250℃の範囲で加熱した後、 $\alpha$ + $\gamma$ 二相域での総圧下量が50%以上、熱延仕上げ温度が $A_{r1} \sim (A_{r1} + 70^\circ\text{C})$ となるように熱間圧延し、 $A_{r1}$ 以下で巻き取った後 $A_{r1} \sim (A_{r1} - 250^\circ\text{C})$ で焼鈍することを特徴とする請求項1ないし4のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、幅方向のヤング率の高い熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】例えば自動車や家電製品のような、鋼板を主な構成材料とした構造物の剛性を確保する手段としては構成材料である鋼板自体の剛性を高くするか、構造物としての形状を工夫するということになるのであるが、鋼板自体の剛性を改善すること、すなわち高ヤング率化に関しては現在までは研究の成果に見るべきものは無かった。

2

【0003】鋼のヤング率は他の構造用材料に比べると極めて高く、その値はおおむね21000kgf/mm<sup>2</sup>程度の一定値として機器の設計がなされてきた。しかしながら、 $\alpha$ Fe単結晶でみると、ヤング率は異方性を持ち、 $\langle 111 \rangle$ 軸方向のヤング率が29000kgf/mm<sup>2</sup>と最も高く、 $\langle 100 \rangle$ 軸方向は13150kgf/mm<sup>2</sup>と最小の値で、前者は後者に比べて2倍以上にも達している。このような事情から鉄鋼材料のヤング率は集合組織に大きく依存しており、それを制御することによって、特定方向のヤング率を高くすることが可能となってくるのである。例えば、鋼板の場合にはその面内の特定方向のヤング率を高めるには、その方向に $\langle 111 \rangle$ 軸に近い方位を強く集積させればよいのである。しかしながら、冷延後再結晶させた鋼板の集合組織は、主方位が $\{111\} \langle UVW \rangle$ であって面内には $\langle 111 \rangle$ 軸あるいはそれに近い方位は存在しないことになる。一方、熱延鋼板の集合組織はほとんどランダムである。

【0004】近年、鋼板の含有成分や、製造条件を変えて集合組織を制御し、特定方向のヤング率を高くする試みが行われてきた。例えば、特開昭56-33223号公報には熱間加工する際に、圧延の一部で $\alpha + \gamma$ 二相域圧延を行い、 $A_{r3}$ 温度以下での加工圧下率を5%以上にとり、圧延仕上後の冷却速度を制御し、次いで焼戻すことを特徴とする方法が提案されているが、どの集合組織を発達させるかは具体的に示しておらず、また板幅方向のヤング率も10%程度しか向上していない。

【0005】一方、特開昭59-83721号公報に開示されている発明は、フェライト域熱延安定方位である $\{112\} \langle 110 \rangle$ をそのまま利用するものであるが、通常の圧延でこの方位を集積させるのには高圧下率が必要で、実施例に記載されている圧下率では高々24000kgf/mm<sup>2</sup>のヤング率しか得られない。

【0006】特開昭64-11926号公報の発明は、フェライト域で熱間圧延した後、再結晶させて $\{110\} \langle 001 \rangle$ を集積させ、板幅方向のヤング率を高めようとする試みである。しかし、実施例に示されているように、やはり24000kgf/mm<sup>2</sup>程度のヤング率しか得られない。

## 【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、面内の特定の方向におけるヤング率が極めて高い鋼板と、これを製造する実質的な方法を提供することにある。

## 【0008】

【課題を解決するための手段】本発明は、下記(1)ないし(4)の熱延鋼板と(5)および(6)のその製造方法を要旨とする。

【0009】(1)重量%で、C：0.8%以下、Si：3%以下、Mn：0.1~3.0%、sol.Al：0.01~3%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

3

【0010】(2) 重量%で、C：0.8%以下、Si：3%以下、Mn：0.1~3.0%、sol.Al：0.01~3%、Ni：2.5%以下を含有し、残部はFeおよび不可避の不純物からなり、板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

【0011】(3) 重量%で、C：0.8%以下、Si：3%以下、Mn：0.1~3.0%、sol.Al：0.01~3%、ならびにNb：0.1%以下、V：0.2%以下およびTi：0.1%以下のうちの1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避の不純物からなり、板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

【0012】(4) 重量%で、C：0.8%以下、Si：3%以下、Mn：0.1~3.0%、sol.Al：0.01~3%、Ni：2.5%以下ならびにNb：0.1%以下、V：0.2%以下およびTi：0.1%以下のうちの1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避の不純物からなり、板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上である板幅方向のヤング率の高い熱延鋼板。

【0013】(5) (1)ないし(4)のいずれかに記載の組成からなる鋼素材を920~1250℃の範囲で加熱した後、 $\alpha + \gamma$ 二相域での総圧下量が50%以上、熱延仕上げ温度が $Ar_1 \sim (Ar_1 + 70^\circ C)$ となるように熱間圧延し、 $Ar_1 \sim (Ar_1 - 250^\circ C)$ で巻き取ることを特徴とする(1)~(4)のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

【0014】(6) (1)ないし(4)のいずれかに記載の組成からなる鋼素材を920~1250℃の範囲で加熱した後、 $\alpha + \gamma$ 二相域での総圧下量が50%以上、熱延仕上げ温度が $Ar_1 \sim (Ar_1 + 70^\circ C)$ となるように熱間圧延し、 $Ar_1$ 以下で巻き取った後 $Ar_1 \sim (Ar_1 - 250^\circ C)$ で焼鈍することを特徴とする(1)~(4)のいずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

【0015】

【作用】鋼板の成分を限定し、その製造条件、例えば熱延条件を選ぶことによって板幅方向のヤング率を向上させることができる。

【0016】本発明者は、この製造条件を変えた場合に鋼板の集合組織がどのように変化し、それに伴うヤング率変化の態様が如何なるものであるかを調査した。

【0017】まず、 $\gamma$ 相の再結晶を抑制するために微量のNb、V、Tiを添加した低炭素鋼を用いて $\gamma$ 相未再結晶域で強加工を加え、種々の冷却速度で冷却した鋼板について調べた。 $\gamma$ 相未再結晶域で強加工することによって $\alpha$ 核の生成サイトである $\gamma$ 粒界や焼鈍双晶境界の表面積が増大するため、変態後に微細なフェライト・パーライト組織を得ることができるのであるが、この時に形成される集合組織は、 $\gamma$ 域あるいは $\alpha + \gamma$ 二相域での圧延によって形成され、最終的には $\alpha$ の集合組織として残るのであり、その過程での回復、再結晶あるいは炭素化物の析出や $\gamma$ から $\alpha$ への変態挙動によって影響を受ける。

4

この集合組織として特徴的な方位成分は{311}<011>および{332}<113>である。そしてこれらの方位成分はほとんど同じであった。

【0018】{311}<011>方位成分のTD方向は<332>であり、これはさきに述べたごとく $\alpha$ Fe単結晶に於ける最大のヤング率を示す方位軸<111>に極めて近いので、ヤング率の向上をはかるためにはこの<011>方位成分を増加させる手段を講じればよいことになる。

【0019】次いで、同じ成分の鋼板について $\gamma$ 相未再結晶域ではなく、 $\alpha + \gamma$ の二相領域で熱間圧延をして、その圧延終了温度を $Ar_1$ 点直上にして、その後ゆっくり変態させた結果、変態集合組織の方位成分の{311}<011>が{332}<113>に比べてはるかに強く集積し、ヤング率が大きく向上することが確認された。

【0020】以下、本発明の熱延鋼板およびその製造方法における諸条件を詳しく説明する。

【0021】(A) 熱延鋼板

(a) 化学組成 (以下、合金成分の含有量の「%」は全て「重量%」である。)

本発明の熱延鋼板における合金元素のうち、C、Si、Mn、sol.AlおよびNiは、 $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織を制御するために $\alpha + \gamma$ 二相域が適切な広さで現れるように選択する。

【0022】C (炭素)：0.8%以下

Cは、 $\alpha + \gamma$ 二相域での再結晶を抑制する微細炭化物を生成し、 $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha$ 変態による集合組織の制御を行うために含有することが好ましい元素である。しかし、Cがあまりに多くなると $\alpha + \gamma$ 二相域がなくなるので上限は共析濃度である0.8%とするが、 $\alpha + \gamma$ 二相域が適当な広さをもっていれば前記(5)、(6)の本発明方法を実施しやすいので0.2%以下であることが好ましい。

【0023】Si (ケイ素)：3%以下

Siは $\alpha$ 安定化元素であり、 $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha$ 変態による集合組織の制御を行うための $\alpha + \gamma$ 二相域を拡大させる。また、脱酸材としても作用する元素である。しかし、Si含有量が多すぎると、固溶硬化により鋼の圧延性を低下させ、また、低融点酸化物ファイヤライト( $Fe_2SiO_4$ )の生成が促進されるので、熱間圧延後の酸洗が困難となったり、溶接性が劣化して酸洗ラインにおいて溶接接続部の破断をまねく。これらの弊害を避けるためにSi含有量の上限は3%とする。ただし、この元素が存在しなくとも $\alpha + \gamma$ 二相域が消えるわけではないので必ずしも含有させる必要はない。

【0024】Mn (マンガン)：0.1%以上、3.0%以下

Mnは $\gamma$ 安定化元素であり、 $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha$ 変態による集合組織の制御を行うための $\alpha + \gamma$ 二相域の調節を目的として添加する元素である。また、熱間圧延の際の脆性破壊の原因となるS (硫黄)をMnSとして固定する元素でもある。

るので、0.1%以上、好ましくは1.5%程度含有させるのが望ましい。しかし、Mnの含有量が多すぎると固溶硬化により圧延性を損なうので、その上限を3.0%とする。

【0025】sol.Al（アルミニウム）：0.01%以上、3%以下

Alは $\alpha$ 安定化元素であり、 $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha$ 変態による集合組織の制御を行うための $\alpha + \gamma$ 二相域を拡大させる目的で添加する。また、Alは鋼の脱酸剤としても役立つ。これらの作用効果を得るには、sol.Alとして少なくとも0.01%の含有量が必要である。

【0026】Alが少ない場合には析出するAlNが微細になり、これが結晶粒の成長を妨げる。従って、AlNが結晶粒成長を妨げない程度に粗大になるようにsol.Al含有量を0.2%程度以上とするのが望ましい。一方、Alをあまり添加しすぎると固溶硬化のために圧延性が著しく損なわれるから、sol.Al含有量の上限は3%とする。

【0027】以上の成分の外、残部はFeと不可避免的不純物からなるが、必要に応じてNiを含有しても良い。

【0028】Ni（ニッケル）：2.5%以下

Niは $\gamma$ 安定化元素であり、 $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha$ 変態による集合組織の制御を行うための $\alpha + \gamma$ 二相域拡大を目的として添加するのが好ましい。しかしながら、Niは高価な元素であるから、経済性を考慮してその上限を2.5%とする。

【0029】上記各成分の外に、Nb、VおよびTiからなる元素群から選んだ1種以上の元素を含有するのが望ましい。

【0030】Nb（ニオブ）：0.1%以下

Nbは $\alpha + \gamma$ 二相域での再結晶を抑制する微細析出物を生成させるために0.01%以上含有量させるのが望ましい。さらに好ましいのは0.03%以上含有量させることである。しかし、Nbの含有量が多くなると、析出物が粗大となり、再結晶抑制効果がなくなる。従って、Nb含有量の上限は0.1%とする。

【0031】V（バナジウム）：0.2%以下

VもNbと同じく $\alpha + \gamma$ 二相域での再結晶を抑制する微細析出物を生成する。この効果を得るために0.01%以上含有させるのが望ましい。一層望ましい含有量は0.03%以上である。しかし、上記Nbと同じ理由でV含有量の上限は0.2%とする。

【0032】Ti（チタン）：0.1%以下

Tiの作用効果も、上記のNbおよびVと同じである。望ましくは0.01%以上、更に望ましくは0.03%以上含有させる。上限はNbおよびVと同じ理由で0.1%までとする。

【0033】(b) 集合組織

本発明の熱延鋼板は、上記の化学組成を持ち、さらに板面と平行な{311}面反射強度がランダム比で5倍以上であることが特徴である。

【0034】前述のように、 $\alpha$ Fe単結晶のヤング率は、最大値の<111>方向が29000kgf/mm<sup>2</sup>、最小値の<1

00>方向が13150kgf/mm<sup>2</sup>である。従って、集合組織の制御によるヤング率の向上に効果的な集積度は、X線回折による{311}面反射強度がランダム比で5倍以上、好ましくは10倍以上とする。2～3倍程度ではランダム配向と同程度で、ヤング率向上には効果的でない。

【0035】(B) 製造方法

上記のような集合組織をもつ本発明の鋼板は、前記(5)および(6)の方法で製造することができる。

【0036】本発明方法では $\alpha + \gamma$ の二相を含む領域で熱間圧延することを必須条件とする。さらに、結晶粒の成長をできるだけ抑えて、変態後の $\alpha$ 粒が核発生する $\gamma$ 粒界面の面積をできるだけ大きいまに維持するために、鋼素材（例えばスラブ）の加熱温度はできるだけ低くするのがよい。ただし、低温に過ぎた場合は圧延荷重が過大となる。これらの理由から、熱間圧延の際の加熱温度の適正範囲は920℃から1250℃までである。

【0037】鋼板の集合組織で{332}<113>方位成分の発生を抑えて、{311}<011>方位成分の割合を増加させるためには、 $\alpha + \gamma$ 域における累積圧下量を50%以上としなければならない。特に二相域での圧下率が80%以上の場合には{311}<011>方位成分の増加が著しい。

【0038】この $\alpha + \gamma$ 域においての圧下率は、 $A_{r1}$ 点と $A_{r1}$ 点の差が大きければ必然的に大きくすることが可能であるが、この差が小さい場合でも圧延中に再加熱や保温を行って、 $\alpha + \gamma$ 域に保って圧延すれば累積圧下率を大きくすることができる。

【0039】さらに、未再結晶の $\gamma$ 相の割合をできるだけ多くするために、圧延は $A_{r1}$ 点～( $A_{r1}$ 点+70℃)の温度域で仕上げる。また、変態をゆっくり進行させて、変態集合組織を十分発達させるために、圧延終了後の冷却速度を小さくするのがよい。

【0040】圧延後にこの熱延鋼板を巻き取る際には、その温度（巻き取り温度）は $A_{r1}$ 点～( $A_{r1}$ 点-250℃)の範囲にするのが望ましい。 $A_{r1}$ 点を超えた温度で巻き取ると $\gamma$ 相が再結晶して変態集合組織が発達しにくい。逆にこの温度が( $A_{r1}$ 点-250℃)よりも低いと $\alpha$ 粒成長による{311}<011>集合組織を発達させる効果が乏しくなるので好ましくない。この{311}<011>方位の集合組織は $A_{r1}$ 点以下のできるだけ高い温度の方が発達しやすいので $A_{r1}$ 点～( $A_{r1}$ 点-150℃)で巻き取るのがより好ましい。

【0041】また、この熱延鋼板に焼鈍を施す際も $A_{r1}$ 点～( $A_{r1}$ 点-250℃)の温度域で行うのがよい。 $A_{r1}$ 点を超えた温度で行うと集合組織が発達せず、ランダム化するし、逆にこの温度が( $A_{r1}$ 点-250℃)よりも低いと $\alpha$ 粒成長による{311}<011>集合組織が発達しにくくなるので好ましくない。この温度も{311}<011>方位の集合組織をより発達させるために $A_{r1}$ 点～( $A_{r1}$ 点-150℃)であるのがより好ましい。巻き取り温

度が(Ar<sub>1</sub>点-250℃)未満であった場合にもこの焼鈍処理を施すことによって、本発明の鋼材を製造することができる。

#### 【0042】

【実施例1】表1に示す化学組成の鋼塊を熱間鍛造によって厚さ50mmの鋼片とした。鋼種として変態温度および $\alpha + \gamma$ 二相域の温度範囲(Ar<sub>3</sub>点とAr<sub>1</sub>点の間)が異なるものを種々調整した。表1にAr<sub>3</sub>点-Ar<sub>1</sub>点の実測値を示す。

【0043】表1に示すように鋼種によって変態温度が異なるので、熱間圧延終了温度と巻取り温度を表2に示すように個々に選定して熱間圧延を行い、最終板厚を3mmとした。これら熱延鋼板の中心部から、0.5mm厚×25mm幅×25mm長のX線回折用試料および板幅方向に長手軸を有する2mm厚×10mm幅×20mm長のヤング率測定用試料を切り出した。

【0044】表3にX線回折による{110}、{220}、{211}、{222}、{322}、{62

2}面の反射強度(対ランダム比)、ヤング率および引張強度の測定結果を示す。なお、{311}面の反射強度は直接測定できないため、これに代わるものとして{622}面の反射強度を測定した。この測定値は実質的に{311}面の反射強度を意味する。

【0045】鋼種A~Kの{622}面反射強度は5倍以上と極めて高くなり、板幅方向のヤング率はいずれも24000kgf/mm<sup>2</sup>以上であった。しかしながら、鋼種L~Tでは{622}面反射強度が弱く、ヤング率も18500~21000kgf/mm<sup>2</sup>と低い。鋼種Q、R、S、Tは $\alpha$ 域だけの状態で圧延したので、圧延集合組織の主成分である{200}、即ち{100}<011>が極めて高く、ヤング率は21000kgf/mm<sup>2</sup>以下となっている。

【0046】鋼種LとMは、 $\alpha + \gamma$ 二相域での累積圧下率が低いために、ヤング率は鋼種A~Kに比べて低く、21000kgf/mm<sup>2</sup>前後にとどまっている。

#### 【0047】

【表1】

【表 1】

鋼種	化学組成 (重量%)				* は本発明で定める範囲外						Ar <sub>1</sub> ℃	Ar <sub>3</sub> ℃	Ar <sub>3</sub> と Ar <sub>1</sub> の 差、℃	備考
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	Ni	N	Nb	V	Ti			
A	0.02	2.5	0.24	0.003	0.003	0.2	—	0.002	—	0.05	0.01	793	993	200
B	0.005	1.5	0.24	0.003	0.003	0.02	—	0.002	—	0.05	0.01	793	993	200
C	0.03	1.2	2	0.002	0.004	0.4	—	0.002	—	—	0.05	737	928	191
D	0.03	1.2	2	0.002	0.004	0.4	—	0.002	—	—	0.05	737	928	191
E	0.02	0.5	1.50	0.001	0.001	0.4	0.5	0.002	0.05	—	—	713	896	183
F	0.19	0.5	1.50	0.001	0.001	0.04	0.5	0.002	0.05	—	—	713	896	183
G	0.05	1.5	1	0.001	0.001	0.3	—	0.003	—	0.05	—	758	937	181
H	0.05	1.5	1	0.001	0.001	0.03	—	0.003	0.02	0.03	—	756	937	181
I	0.060	—	2.63	0.001	0.003	0.04	—	0.003	0.05	—	—	695	860	165
J	0.005	0.2	0.3	0.004	0.004	0.4	—	0.005	0.02	0.02	0.05	726	855	129
K	0.002	0.1	0.2	0.004	0.005	0.3	1.0	0.005	—	—	—	712	813	101
L	0.060	—	2.63	0.001	0.003	—	—	0.003	0.050	—	—	695	860	165
M	0.100	—	1.40	0.003	0.003	—	3.2*	0.003	—	—	—	654	797	143
N	0.300	—	1.40	0.003	0.003	—	—	0.003	—	—	—	654	797	143
O	0.1	0.2	0.3	0.003	0.004	0.4	—	0.003	—	—	0.05	726	855	129
P	0.2	0.1	0.2	0.004	0.002	0.3	0.7	0.002	0.04	—	—	712	813	101
Q	0.001	2.5	0.24	0.003	0.003	0.20	—	0.002	—	—	—	α 单相 *		
R	0.001	3.1*	0.24	0.004	0.003	0.20	1.5	0.004	0.02	—	—	α 单相 *		
S	0.001	—	0.22	0.002	0.001	2.00	—	0.002	—	0.12	0.15 *	α 单相 *		
T	0.001	—	0.22	0.002	0.001	2.00	—	0.002	—	0.12	0.15 *	α 单相 *		

【0048】

【表 2】

【表 2】

	鋼 種	加 熱 温 度 (°C)	熱 延 終 了 温 度 (°C)	$\alpha + \gamma$ 域での 圧 下 率 (%)	熱 延 巻 取 温 度 (°C)
本 発 明 例	A	1230	800	85	584
	B	1181	810	54	700
	C	1220	750	88	590
	D	1206	754	72	704
	E	1225	750	91	590
	F	1150	740	77	650
	G	1229	780	87	583
	H	1003	783	69	706
	I	1211	736	76	600
	J	980	742	65	698
	K	1244	785	84	654
比 較 例	L*	1226	748	35 *	581
	M*	1222	751	42 *	582
	N*	1214	681	52	603
	O	1217	750	46 *	594
	P	1222	740	45 *	570
	Q	1224	745	0 *	584
	R*	1193	725	0 *	504
	S*	1224	744	0 *	578
	T*	1240	854	0 *	526

\* は本発明で定める範囲外。

【0049】

【表3】



【表 3】

	鋼種	X線回折による {hkl} 面反射強度 (対ランダム比)						板幅方向の ヤング率 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )
		{110}	{200}	{211}	{222}	{332}	{022}		
本 発 明 例	A	0.25	2.3	2.2	1.8	2.3	5.3	24655	63.1
	B	0.1	2.4	2.2	5.1	2.2	7.8	24865	52.1
	C	0.21	2.1	1.8	1.6	1.4	5.1	25688	58.2
	D	0.3	2.9	3.3	3.5	3.5	10.5	24645	58.7
	E	0.69	1.5	1.9	1.2	1.2	8.2	26450	52.3
	F	0.3	2.2	2.1	4.2	2.1	8.5	25104	53.3
	G	0.57	1.8	1.6	2.1	2.0	8.0	27153	56.0
	H	0.1	1.9	3.3	3.9	3.2	13.2	25012	56.4
	I	0.3	2.1	3.2	2.3	2.3	14.1	25258	52.6
	J	0.2	3.5	2.5	2.8	2.3	15.3	26100	45.1
比 較 例	K	0.2	3.3	2.4	2.7	4.1	12.8	24981	40.3
	L	0.05	1.9	0.9	3.2	1.3	0.5	21158	54.6
	M	0.23	2.3	1.3	3.5	1.0	0.7	20897	48.3
	N	0.2	2.3	4.5	4.2	2.4	4.5	21054	60.8
	O	0.35	1.6	3.1	2.3	1.5	1.3	19861	45.7
	P	0.45	1.7	2.3	2.2	1.7	2.2	18569	55.4
	Q	0.15	5.4	3.2	3.5	2.0	1.2	20421	53.1
	R	0.1	2.6	10.5	9.2	1.2	2.5	18456	58.1
	S	0.11	8.1	1.2	1.9	1.2	0.9	21054	36.4
	T	0.1	2.3	9.8	10.2	2.2	2.4	19387	35.1

【0050】

【実施例2】表1の鋼種Aの鋼片を表4に示すように、加熱温度、熱間圧延終了温度、巻取り温度の異なる条件で熱間圧延し、実施例1と同様に試料を切り出し、X線回折による{110}、{220}、{211}、{222}、{322}、{622}面反射強度および板幅方向のヤング率を比較した。その結果を表5に示す。

【0051】先に述べたように、鋼板の集合組織でヤング率の向上に有効な方位成分{311}〈011〉の割合を増加させる条件の一つは、 $\alpha + \gamma$ 域に於ける累積圧下量を多くすることと、未再結晶の $\gamma$ 相の割合をできるだけ多くするために、圧延は $Ar_1$ 点以上で( $Ar_1$ 点+70℃)以下の温度で仕上げるのが好ましい。A鋼につい

てこの条件を考察すると、熱延終了温度は793℃( $Ar_1$ 点)と、793℃+70℃の間とするのが望ましく、更に、累積圧下量をなるべく大きくとるためには下限の793℃に近い温度が望ましいことになる。この熱延終了温度が793℃よりも下がると、 $\alpha$ 領域での圧下率が増加して $\alpha + \gamma$ 領域での圧下率は減少することになり、好ましくないのである。

【0052】表4にみるようにA3鋼とA4鋼とでは $Ar_1$ -熱延終了温度が200℃に近いので、 $\alpha + \gamma$ 域での圧下率を77%および88%と、他のA1、A2、A5、A6鋼の33~46%に比べてかなり大きくすることができ、第5表に示すように、X線回折による{622}面反射強度はA3とA4がそれぞれ8.0および6.1倍と、他のそれが1.8から2.9倍

であるのに比較して高い。そして板幅方向のヤング率は \* する。  
 A3およびA4が $24500\text{kgf/mm}^2$ および $25600\text{kgf/mm}^2$ で、他の 【0053】  
 $15800\sim 19500\text{kgf/mm}^2$  に比べて著しく高い値となってい\* 【表4】

【表 4】

符号	加熱温度 (°C)	熱延終了 温度 (°C)	$\alpha+\gamma$ 域での 圧下率 (%)	熱延巻取 温度 (°C)	備 考
A1	1300 *	901 *	33 *	550	比較例
A2	1291 *	879 *	43 *	590	比較例
A3	1250	800	77	580	本発明例
A4	1230	810	88	593	本発明例
A5	1157	750 *	46 *	573	比較例
A6	1150	740 *	35 *	581	比較例

\* は本発明で定める範囲外。

【0054】

※20※【表5】

【表 5】

符 号	X線回折による {hk1} 面反射強度 (対ランダム比)						板幅方向の ヤング率 ( $\text{kgf/mm}^2$ )	備 考
	{110}	{200}	{211}	{222}	{332}	{622}		
A1	0.21	2.3	2.3	1.7	2.3	2.4	18574	比較例
A2	0.65	1.7	2.0	1.4	1.8	2.9	19565	比較例
A3	0.47	1.3	1.4	2.2	1.5	8.0	24591	本発明例
A4	0.23	2.4	1.6	1.6	1.1	6.1	25688	本発明例
A5	0.33	1.7	3.2	2.3	1.5	1.8	15861	比較例
A6	0.22	1.3	2.7	2.0	2.3	2.1	18569	比較例

【0055】

【実施例3】表1の鋼種1の鋼片(50mm厚)を表6に示すように、加熱温度、熱間圧延終了温度、巻取り温度の異なる条件で3mm厚まで熱間圧延し、実施例1と同様に試料を切り出して、X線回折による{622}面反射強度および板幅方向のヤング率を測定した。その結果を表6に併記する。

【0056】圧延前のスラブ加熱温度が高すぎる3-1

や、熱延仕上げ温度が $A_{r1}$ 点以下である3-5では{622}面反射強度および板幅方向のヤング率がどちらも低くなっている。

【0057】

【表6】

【表 6】

符号	スラブ加熱温度(°C)	熱延終了温度(°C)	$\alpha + \gamma$ 域での圧下率(%)	熱延巻取温度(°C)	{622}面反射強度	板幅方向のヤング率(kgf/mm <sup>2</sup> )	備考
3-1	1300 *	840 *	20 *	645	4.1	22195	比
3-2	1236	750	75	604	10.3	24307	本
3-3	1213	731	79	557	15.4	24984	本
3-4	1191	720	61	511	17.3	25138	本
3-5	1050	630 *	83	490	3.7	21011	比

\* は本発明で定める範囲外。  
比：比較例、本：本発明例である。

【0058】

【実施例4】表1の鋼種Cの鋼片(50mm厚)を表7に示すように、加熱温度、熱間圧延終了温度、巻取り温度の異なる条件で3mm厚まで熱間圧延し、実施例1と同様に試料を切り出して、X線回折による{622}面反射強度および板幅方向のヤング率を測定した。その結果を表7に併記する。

【0059】巻取り温度が(Ar<sub>1</sub>-250℃)より低かった4-5では{622}面反射強度および板幅方向のヤング\*

\*率がどちらも低いものとなった。

【0060】この試料4-5に、680℃で10時間の焼鈍処理を施したものを表7に4-6として示す。板厚中心部から同寸の試験片を切り出してX線回折による{622}面反射強度および板幅方向のヤング率を測定したところ、{622}面反射強度は12.7、ヤング率は24802kgf/mm<sup>2</sup>であった。

【0061】

【表7】

【表 7】

符 号	スラブ 加熱温度 (℃)	熱延終了 温 度 (℃)	$\alpha + \gamma$ 域 での圧下率 (%)	熱延巻取 温度 (℃)	{622} 面反射強度	板幅方向の ヤング率 (kgf/mm <sup>2</sup> )	備 考
4-1	1250	800	73	613	7.9	23851	本
4-2	1210	791	63	605	10.3	24593	本
4-3	1209	773	74	579	14.8	25231	本
4-4	1204	754	82	543	13.1	24374	本
4-5	1190	740	78	410 *	2.2	19315	比
				巻取り後、焼鈍せず。			
4-6	"	"	"	410	12.7	24802	本
				巻取り後、焼鈍(680℃、10時間)			

\* は本発明で定める範囲外。  
比：比較例、本：本発明例である。

【0062】

【発明の効果】本発明の熱延鋼板は、板幅方向のヤング率が極めて高く、自動車の外板パネル等に用いるのに好適である。そして、この熱延鋼板は、前述の本発明方法

によって、比較的容易にかつ安価に製造することができ

【0063】